



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **08143952 A**(43) Date of publication of application: **04.06.96**

(51) Int. Cl.

C21D 8/02
C21D 9/46
C22C 38/00
C22C 38/28
C22C 38/38

(21) Application number: **06286555**(22) Date of filing: **21.11.94**(71) Applicant: **SUMITOMO METAL IND LTD**

(72) Inventor: **KOMATSUBARA NOZOMI**
IMAI NORIO
NAGAMICHI TOKIAKI
KUNISHIGE KAZUTOSHI

(54) **PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT
 ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN
 WORKABILITY, FATIGUE CHARACTERISTIC,
 AND SURFACE CHARACTERISTIC**

(57) Abstract:

PURPOSE: To produce a high strength hot rolled steel plate used for automobile, industrial machinery, etc., having superior formability required of wheel disk in particular, endurance strength required of structural member, and further excellent surface characteristic required of exterior member and also having tensile strength.

CONSTITUTION: A steel, which has a composition consisting of, by weight, 0.05-0.10% C, 20.30% Si, 1.20-1.80% Mn, 0.06-0.15% Ti, 0.01-0.06% Nb, 0.0040% N, 0-1.0% Cr, 0-0.06% V, and the balance iron with inevitable impurities and further containing, if necessary, one or 2 kinds among 0.0002-0.01% Ca, 0.01-0.10% Zr, and 0.002-0.10% rare earth elements, is used. After hot rolling is completed at 780-860°C, the resulting hot rolled steel plate is acceleratedly cooled down to 350-550°C at (10 to 50)°C/sec cooling rate.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-143952

(43)公開日 平成8年(1996)6月4日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02		A 8821-4K		
9/46		T		
C 2 2 C 38/00	3 0 1	W		
38/28				
38/38				

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 10 頁)

(21)出願番号 特願平6-286555

(22)出願日 平成6年(1994)11月21日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 小松原 望

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72)発明者 今井 規雄

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72)発明者 長道 常昭

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 森 道雄 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 加工性、疲労特性及び表面性状に優れた高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】自動車用、産業機械用等に用いられ、特にホイール・ディスクに代表されるような優れた成形性と構造部材としての耐久強度、さらに外装部材としての優れた表面性状が要求される780N/mm²以上の引張強さを有する高強度熱延鋼板の製造方法を提供する。

【構成】重量%で、C:0.05~0.10%、Si:0.30%以下、Mn:1.20~1.80%、Ti:0.06~0.15%、Nb:0.01~0.06%、N:0.0040%以下およびCr:0~1.0%、V:0~0.06%を含有し、さらに必要によりCa:0.0002~0.01%、Zr:0.01~0.10%、希土類元素:0.002~0.10%の1種または2種以上を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、仕上温度780~860℃で熱間圧延を完了した後、10~50℃/秒の冷却速度で350~550℃まで加速冷却して巻取る。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C：0.05～0.10%、Si：0.30%以下、Mn：1.20～1.80%、Ti：0.06～0.15%、Nb：0.01～0.06%、N：0.0040%以下およびCr：0～1.0%、V：0～0.06%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、仕上温度780～860℃で熱間圧延を完了した後、10～50℃/秒の冷却速度で350～550℃まで加速冷却し、巻取をことを特徴とする加工性、疲労特性及び表面性状に優れた引張強さ780N/mm²以上の高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】重量%で、C：0.05～0.10%、Si：0.30%以下、Mn：1.20～1.80%、Ti：0.06～0.15%、Nb：0.01～0.06%、N：0.0040%以下およびCr：0～1.0%、V：0～0.06%を含有し、さらにCa：0.0002～0.01%、Zr：0.01～0.10%、希土類元素：0.002～0.10%の1種または2種以上を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、仕上温度780～860℃で熱間圧延を完了した後、10～50℃/秒の冷却速度で350～550℃まで加速冷却し、巻取をことを特徴とする加工性、疲労特性及び表面性状に優れた引張強さ780N/mm²以上の高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項3】請求項1または2に記載の鋼を、仕上温度780～950℃で熱間圧延を完了した後、10℃/秒以上の冷却速度で600～700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2～10秒間空冷した後さらに20℃/秒以上の冷却速度で350～550℃まで加速冷却し、巻取をことを特徴とする加工性、疲労特性及び表面性状に優れた引張強さ780N/mm²以上の高強度熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車用、産業機械用等に用いられ、特にホイール・ディスクに代表される、優れた成形性と構造部材としての耐久強度、さらに外装部材としての優れた表面性状が要求される780N/mm²以上の引張強さを有する高強度熱延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】連続熱間圧延により製造されるいわゆる熱延鋼板は、比較的安価な構造材料として、自動車を始めとする各種の産業機械用途に広く使用されている。そして経済性の観点からプレス加工等の成形加工が行われることが多く、優れた加工性が要求される。

【0003】近年、地球環境の保護の観点から、自動車の燃費向上の規制強化が叫ばれており、リーンバーンエンジンに代表される高燃費型のエンジンの開発の活発化と共に、部材の高強度・薄肉化による車体重量の軽減が検討されている。

【0004】例えば、従来よりホイール・ディスクに使用される鋼板は、590N/mm²以下の引張強さを有する高張力鋼板が使用されているが、さらに高強度を有する鋼板

の使用が現在試みられており、このホイール・ディスクに代表されるような自動車の構造部材は、高い静的強度（引張強さ）のみならず、優れた耐久強度（疲労強度）も要求される。加えて、延性や伸びフランジ性（穴抜け性）などのプレス成形性をも満足する必要がある。

【0005】しかしながら、鋼板の引張強さの増大に伴い平滑疲労強度は向上するものの、切り欠き疲労強度は引張強さが540N/mm²以上ではほぼ飽和すると言われており、さらに、加工性は引張強さの増加に伴い一般に低下するため、高い静的強度と高い耐久強度に加えて、さらに優れた加工性を満足させることは容易ではない。

【0006】そこで、高い静的強度と優れた加工性を有する鋼材として、例えば特開平3-264646号公報に記載されているようなTri-Phase組織鋼が知られている。このTri-Phase組織鋼は”フェライト+ベイナイト+マルテンサイト”の3相組織鋼であり、”フェライト+ベイナイト”2相組織鋼の持つ優れた伸びフランジ性と”フェライト+マルテンサイト”2相組織鋼の持つ優れた延性をバランスさせたことを特徴としているが、加工性を向上させるために必要なポリゴナルフェライトを安定して生成させるために多量のSiを含有させる必要がある。

【0007】ところが、Si含有鋼では、スラブ加熱時にデスケリング性を劣化させるFe₂SiO₄が生成して、いわゆる島状スケール疵により鋼板表面の性状が劣化し、酸洗後も鋼板表面が荒れるため、ホイール用材料などのような外装部材に適用することは好ましくなかった。また、Siを含有する酸化物は酸洗性が劣化するので、酸洗後も鋼板表層部にスケールが残り易く化成処理性を低下させると言う懸念が有る。

【0008】さらに、引張強さが780N/mm²を超えるような高強度鋼を得るには、極めて硬質なマルテンサイト相の体積率を増やして強度を増大させる必要があり、このため伸びフランジ性の劣化が避けられなかった。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明の目的は、780N/mm²以上の高い引張強さを有し、かつ優れた延性、伸びフランジ性、疲労強度、及び優れた表面性状を兼備した加工用高強度熱延鋼板を安定して製造できる方法を確立することにある。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記の目的を達成すべく種々の低Si鋼を溶製し合金元素と金属組織（熱間圧延、冷却、巻取条件）が機械的特性に及ぼす影響について鋭意研究を重ねた結果、下記に示す知見を得、本発明を完成させるに至った。

【0011】①低Si鋼とすることで鋼板の表面性状の改善が可能である。しかし、低Si鋼では強度が低下し、単なる強度上昇元素の添加や、熱間圧延条件や熱処理条件を制御して硬質なマルテンサイト相を増やすことで強度上昇を図っても加工性が劣化する。

【0012】②低Si鋼であっても、微量のNb含有により、熱間圧延時にオーステナイトを積極的に加工硬化させ、その後の冷却、巻取過程でのフェライト相の生成を促進し、かつ、NbとTiの適量を複合添加してフェライト相を強化することで、加工性の向上と共に母材強度を向上させることができる。さらに、低N化により粗大なTiN析出物の生成を抑制して延性を大幅に向上させることが可能である。

【0013】図1は、引張強さと伸びに及ぼすTi含有量の影響を示す図である。この調査は次のように実施した。すなわち、基本組成が0.07%C-0.01%Si-1.35%Mn-0.02%Nb-0.0024%N（図中のNbあり）および0.07%C-0.01%Si-1.35%Mn-0.001%Nb-0.0028%N（図中のNbなし）で、かつTi含有量を種々変更したスラブ（鋼片）を1220℃に加熱してから熱間圧延を行い、仕上温度840℃にて圧延を完了した後、460℃まで30℃/秒で加速冷却した。引き続き巻取後の冷却状態を想定して460℃から室温までを20℃/hrで炉冷することによって3.2mm厚の熱延鋼板を製造した。この鋼板からJIS5号引張試験片を採取し、引張特性を調査した。

【0014】図1から明らかなように、低Si-低N鋼に微量のNbと適量のTiを含有させることによって、延性の大幅な低下を伴うことなく強度を向上させることが可能であり、低Si鋼においても780N/mm²以上の引張強さと20%以上の高い伸びを両立させることが可能である。

【0015】③上記の低Si-低N-微量Nb-Ti含有鋼を、仕上温度780～860℃で熱間圧延を完了後、350～550℃の温度域で加速冷却を停止し、巻き取ることにより、加工性を劣化させる加工フェライトの生成を抑制して加工性を向上させるポリゴナルフェライトの生成を促進し、かつ加工性を劣化させるマルテンサイトの生成を抑制することができ、穴抜け性に優れたフェライト-ベイナイト組織を有する高強度熱延鋼板の製造が可能になる。

【0016】図2は、熱延鋼板の引張強さと穴抜け性に及ぼす巻取温度の影響を示す図である。この調査は次のように実施した。すなわち、0.07%C-0.01%Si-1.35%Mn-0.098%Ti-0.02%Nb-0.0032%N鋼を1220℃に加熱してから熱間圧延を行い840℃で仕上圧延した後、種々の温度まで30℃/秒で加速冷却した。引き続き、その温度から室温までを20℃/hrで炉冷する巻取相当処理を施して、3.2mm厚の熱延鋼板を製造した。この鋼板からJIS5号引張試験片を採取して引張特性を調査すると共に、鋼板から100mm×100mmの正方形の試験片を切り出して10mmφの穴をクリアランス15%で打ち抜いた後、60°の円錐ポンチで穴抜け試験を行い限界穴抜け率を求めた。

【0017】図2から明らかなように、低Si-低N-微量Nb-Ti含有鋼の巻取温度を350℃から550℃の温度範囲とすることによって穴抜け性の大幅な向上が可能であ

り、しかも、780N/mm²を超える引張強さを有する鋼板を安定して得ることができる。

【0018】さらに、上記の熱間圧延後の冷却条件に変えて、巻取りまでの冷却途中の600～700℃の温度域で2～10秒間空冷することで、ポリゴナルフェライトの析出を促進させ、より優れた穴抜け性を得ることができる。

【0019】④上記の低Si-低N-微量Nb-Ti含有鋼により、軟質なフェライト相がTiCにより強化され、強度上昇に伴う向上代以上に疲労強度を向上させることができる。

【0020】図3は、熱延鋼板の疲労強度とTi含有量との関係を示す図である。この調査は次のように実施した。すなわち、基本組成が0.07%C-0.01%Si-1.35%Mn-0.02%Nb-0.0024%Nでかつ種々のTi含有量のスラブ（鋼片）を1220℃に加熱してから熱間圧延を行い、840℃にて仕上圧延した後、460℃まで30℃/秒で加速冷却し、引き続き上記と同様の巻取相当処理を施して3.2mm厚の熱延鋼板を製造した。この鋼板から疲労試験片を採取し、両振り平面曲げ疲労試験を行い、1000万回の繰返し曲げに耐える応力を疲労限度とし、疲労強度を求めた。

【0021】図3から明らかなように、低Si-低N-微量Nb-Ti含有鋼により、耐久比（疲労強度と引張強さの比）を向上させることができ、高強度でかつ疲労強度にも優れた鋼板を得ることが可能である。

【0022】ここに本発明は、重量%で、C:0.05～0.10%、Si:0.30%以下、Mn:1.20～1.80%、Ti:0.06～0.15%、Nb:0.01～0.06%、N:0.0040%以下およびCr:0～1.0%、V:0～0.06%を含有し、さらに必要によりCa:0.0002～0.01%、Zr:0.01～0.10%、希土類元素:0.002～0.10%のうちの1種または2種以上を含み、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、仕上温度780～860℃で熱間圧延を完了した後、10～50℃/秒の冷却速度で350～550℃まで加速冷却して巻取る、加工性、疲労特性及び表面性状に優れた引張強さ780N/mm²以上の高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0023】また、上記鋼を仕上温度780～950℃で熱間圧延を完了した後、10℃/秒以上の冷却速度で600～700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で2～10秒間空冷した後さらに20℃/秒以上の冷却速度で350～550℃まで加速冷却して巻取る、加工性、疲労特性及び表面性状に優れた引張強さ780N/mm²以上の高強度熱延鋼板の製造方法である。

【0024】

【作用】以下、本発明の構成要件とその作用について詳述する。

【0025】（鋼板の化学組成）

C:0.05～0.10%

Cは安価に鋼板の強度を高め得る元素であり、加工性に

優れた高強度鋼を製造するために特に重要な元素である。C含有量が0.05%未満ではベイナイトなどの硬質な第2相の十分な量を確保することができず、780N/mm²以上の引張強さを有する高強度鋼板を安価に製造することができない。一方、C含有量を0.10%を超えて含有させると第2相の量が増大し過ぎて加工性が劣化し、高強度と優れた加工性を両立させることができない。したがって、C含有量を0.05~0.10%と定めた。なお、特に加工性を重視する場合には、C含有量の上限を0.08%以下に低減することが好ましい。

【0026】Si:0.30%以下

Siは固溶強化によってフェライト相を強化するだけでなく、ポリゴナルフェライトの生成を促進し延性を向上させることが可能である。そのため、高強度で、かつ優れた加工性を有する熱延鋼板を製造するためには極めて好ましい元素である。

【0027】しかし、Si含有鋼はスラブ加熱時に地鉄とFeOの界面にファイアライト(Fe₂SiO₄)が生成し、デスケリング性を大幅に劣化させる。このため、デスケリング不良のまま熱間圧延されて鋼板表面に微細な凹凸が発生する。熱延鋼板のスケールは、その後の工程の酸洗処理により除去されるものの、地鉄界面の凹凸は酸洗後も残り、鋼板表面が荒れる、いわゆる、島状スケール疵という外観模様が発生する。この島状スケール疵はプレス成形や電着塗装処理によっても無くならないので、ホイール用材料などのような外装部材に使用すると意匠性を損なう恐れがある。また、Siを含有する酸化物は酸洗性を劣化させるので、通常の酸洗処理後も鋼板表面層部にスケールが残りやすく化成処理性を低下させる場合もある。

【0028】このような問題を回避するために、本発明では、Si含有量を0.30%以下に定めた。なお、望ましくは、Si含有量を0.05%未満、さらには0.02%未満とすることによって、より優れた表面性状を安定して確保することができる。

【0029】Mn:1.20~1.80%

Mnは固溶強化と変態強化により鋼板の強度を高める作用を有する。その含有量が1.20%未満では上記作用による所望の効果が得られない。一方、含有量が1.80%を超えるとフェライトの生成が抑制されて硬質なマルテンサイトの生成を促進し、延性と穴抜け性を低下させる。そこで、Mn含有量を1.20~1.80%とした。

【0030】Ti:0.06~0.15%

Tiは、低Si鋼を用いる本発明においてNbと共に最も重要な元素の1つである。

【0031】TiはTiCの析出によってフェライト相を強化する作用を有するため、比較的安価な強化元素の1つとして一般に使用される。一方、多量にTiを含有させると析出強化により大幅な延性の低下を伴うため、高強度鋼において優れたプレス成形性を要求される場合にはそ

の含有量を制限する必要がある。しかし、低N鋼とし、さらに微量のNbと共に適量のTiを複合添加することにより、高強度鋼であっても延性の大幅な低下を伴うことなく母材強度を向上させることが可能となった。

【0032】これは、N含有量を低減することにより加工性に有害な粗大なTiN析出物の生成が防止できること。また、微量のNb添加によって熱延仕上圧延時にオーステナイトの加工硬化が促進され(未再結晶圧延が促進され)るため、熱間圧延時のオーステナイト域でTiCが均一微細に析出し、熱間圧延後の冷却時に微細に析出した状態でオーステナイトがフェライトへ変態するため、TiC析出物はフェライト地と整合性を失う。それにより、強度を増加させるが延性を著しく劣化させるTiC整合析出物の生成が防止され、延性の低下が抑制されるためと考えられる。

【0033】さらに、軟質なフェライト相が微細に分散したTiCにより強化されるため、平滑疲労強度や切り欠き疲労強度を向上させることもできる。

【0034】また、TiCは熱間圧延時に析出するため、熱延後の加速冷却条件や巻取温度によるTiCの析出量の変動が小さい。そのため、特性バラツキの小さい熱延コイルを安定して製造することができる。

【0035】Ti含有量が0.06%未満では上記作用による所望の効果が得られない。一方、0.15%を超えて含有させても上記作用が飽和するのみならず、粗大なTiNの析出が促進され、さらにTiCの析出硬化が過大となり、加工性の低下を招く。そのため、Ti含有量を0.06%~0.15%と定めた。なお、より優れた加工性が求められる場合には、その含有量を0.08%~0.13%とすることが好ましい。

【0036】Nb:0.01~0.06%

Nbは本発明においてTiとともに最も重要な元素の1つである。NbはNb(C、N)の析出によってフェライト相を強化する作用を有するために、比較的安価な強化元素として一般に使用されている。一方、析出強化に伴い延性の低下が避けられないこと、また、固溶Nbはポリゴナルフェライトの生成を抑制して鋼板の加工性を低下させ易いことから、高強度鋼において優れたプレス成形性を要求される場合にはその含有量を制限する必要がある。

【0037】しかし、微量のNbを含有させることによりオーステナイトの未再結晶圧延温度域を拡大することが可能であり、積極的にオーステナイトを加工硬化させることによって、低Si系の高強度鋼においても、フェライト相を安定的に生成することが可能である。したがって、本発明では、微量のNbを含有させることとした。

【0038】Nb含有量が0.01%未満では上記作用による所望の効果が得られない。一方、0.06%を超えて含有させるとフェライトの生成が抑制され、加工性を低下させる。

【0039】したがって、Nb含有量を0.01%~0.06%と定

めた。なお、より優れた加工性が求められる場合には、その含有量を0.015 %~0.03%とすることが好ましい。

【0040】N:0.0040%以下

Nは製鋼、鑄造工程において不可避免的に混入する不純物の1つであり、通常は、AlNとして無害化されるが、本発明の特徴の一つは、Nの含有量を低減することである。

【0041】すなわち、N含有量が高いと溶鋼が凝固する過程で粗大なTiNが生成しやすく、熱延鋼板の加工性を低下させる恐れがある。また、Nb(C、N)の析出温度が上昇して、粗圧延工程においてNb(C、N)が析出、粗大化し、仕上圧延工程におけるオーステナイトの加工硬化を促進できないため、その後の冷却過程でフェライトの生成を促進できない。したがって、その含有量を0.0040%以下と定めた。

【0042】なお、より優れた加工性が求められる場合には、その含有量を0.0030%以下にすることが好ましく、さらに0.0020%以下にすることがより好ましい。

【0043】Cr:0~1.0%

Crは変態強化により鋼板の強度向上に有効な元素であり、必要に応じて含有させることができる。含有させる場合には、0.02%以上の含有量で所望の効果をj得ることができる。一方、1.0%を超えて含有させるとフェライトの生成が阻害されて延性の低下を招く。したがい、その含有量を0~1.0%以下と定めた。

【0044】なお、Crはスケール中に濃縮し、酸洗性や化成処理性を低下させる場合があるので、特に表面性状や化成処理性を重視する場合にはその含有量を0.05%以下に規制することが好ましい。

【0045】V:0~0.06%

Vは析出強化により鋼板の強度向上に有効な元素であり、必要に応じて含有させることができる。含有させる場合には、0.001%以上の含有量で所望の効果をj得ることができる。一方、0.06%を超えて含有させても上記の効果が飽和し、経済性を損なう。そこで、その含有量を0%~0.06%と定めた。

【0046】Ca:0.0002~0.01%、Zr:0.01~0.10%、希土類元素:0.002~0.10%の1種または2種以上
Ca、Zrおよび希土類元素はいずれもMnSの性質を変化させ、熱延時に展伸しにくい介在物を形成する作用を有し、加工性の低下を防止するのに有効な元素であり、Ca、Zrおよび希土類元素の1種または2種以上を必要に応じて含有させることができる。その含有量がそれぞれCa:0.0002%未満、Zr:0.01%未満、希土類元素:0.02%未満では前記作用による所望の効果が得られない。一方、それぞれCa:0.01%、Zr:0.10%、希土類元素:0.10%を超えて含有させると、逆に鋼中の介在物が多くなりすぎて加工性が劣化する。そこで、それぞれの含有量を、Ca:0.0002~0.01%、Zr:0.01~0.10%、希土類元素:0.002~0.10%と定めた。なお、S含有量を0.0

01%以下に低減した場合には上記作用は飽和するので、S含有量が0.001%を超える場合に適用すると加工性の向上に特に効果的である。

【0047】また、鋼中に不可避免的に混入する「不可避免不純物」としては、P、S、sol.Al、Cu、Ni、Mo等が挙げられるが、例えば、P、S、sol.Alについてはできればその含有量を以下のように規制することが望ましい。

【0048】P:0.05%以下

Pは溶接性に悪影響を及ぼす不純物元素であり、その含有量は0.05%以下に押さえるのが望ましい。さらに、連続鑄造スラブにおける中心偏析を抑制し、フェライトを均一に生成させる観点からは、その含有量を0.010%以下にすることがより好ましい。

【0049】S:0.005%以下

SはMnと反応してMnSを形成するが、熱延時に圧延方向に展伸して特に圧延直角方法の延性を低下させ、プレス加工性を大幅に低下させる。したがって、高張力鋼においては特にその含有量を0.005%以下に低減することが望ましい。特にCa処理などによるMnSの形態制御を行わない場合には、0.001%以下に低減することがより好ましい。

【0050】sol.Al:0.10%以下

Alは脱酸材として、また、鋼板の延性を高めるために添加されるが、多量に添加すると熱延時に粗大なAlNの析出を促進し、加工性を低下させるので、その含有量を0.10%以下とするのが好ましい。なお、脱酸作用を得るためには0.03%以下で十分である。

【0051】ところで、上述のような成分組成の鋼は、例えば転炉、電気炉、あるいは平炉などによって溶製される。また、スラブの製造についても、“造塊一分塊圧延”あるいは“連続鑄造”のいずれの手段によってもかまわない。

【0052】(鋼板の熱間圧延条件)熱間圧延に際しては、連続鑄造スラブまたは分塊圧延スラブを用いてもよく、また、直送圧延スラブをそのまま熱間圧延に供しても、または一旦冷却されたスラブを再加熱してから熱間圧延に供してもよい。ただし、スラブを再加熱する場合には、Nbの炭窒化物やTiC等を完全に再固溶させるために、加熱温度は1150℃以上とするのが好ましい。加熱温度が1150℃未満になると、一旦析出したNbの炭窒化物の溶解が不十分となり、仕上圧延時にオーステナイトの加工硬化が促進されず、オーステナイト域でのTiCの析出が抑制される。また、Nbの炭窒化物の析出により仕上圧延後の加速冷却時に生成するフェライト量が減少し、延性の低下を招く。

【0053】本発明の高強度熱延鋼板は、第1の熱間圧延条件である、上記成分組成のスラブを、仕上温度780~860℃で熱間圧延を完了した後、10~50℃/秒の冷却速度で350~550℃まで加速冷却して巻取ることにより製造することができる。

【0054】仕上温度 780～860℃で熱間圧延を完了することによってオーステナイトを微細化すると共にオーステナイトを積極的に加工硬化させてフェライトの生成を促進し、仕上圧延後に10～50℃/秒の冷却速度で加速冷却する間に十分な量のフェライトを生成させることができる。さらに、巻取温度を 350～550℃とすることで、加工性を劣化させるパーライトやマルテンサイトの生成を抑制することができる。

【0055】仕上温度が 780℃未満になると、熱間圧延中にフェライトが生成し加工フェライトとなるため、熱延鋼板の加工性が低下してしまう。一方、仕上温度が 860℃を超えると、オーステナイトの加工硬化が不十分となり、その後の冷却過程でフェライトが十分に生成せず、加工性の低下を招く。したがって、熱間圧延の仕上温度を 780～860℃とした。

【0056】また、仕上圧延後の冷却速度が10℃/秒未満になると冷却中にパーライトが生成し、伸びフランジ性の低下を招く。一方、冷却速度が50℃/秒を超えると十分な量のフェライトが生成せず、延性の低下を招く。したがって、熱間圧延完了後の冷却速度を10～50℃/秒とした。

【0057】さらに、巻取温度が 550℃を超えると、巻取後にパーライトが生成して伸びフランジ性が低下する。一方、350℃を下回る温度で巻き取ると、硬質なマルテンサイトが生成して伸びフランジ性が劣化する。したがって、巻取り温度を 350～550℃とした。より好ましくは、400～520℃である。

【0058】ところで、本発明に係る高強度熱延鋼板は、上記方法以外にも、第2の熱間圧延条件、すなわち、上記所定成分組成のスラブを、仕上温度 780～950℃で熱間圧延を完了した後、10℃/秒以上の冷却速度で 600～700℃の温度域まで加速冷却し、その温度域で 2～10秒間空冷した後、さらに20℃/秒以上の冷却速度で 350～550℃まで加速冷却して巻取ることによっても製造することができる。

【0059】仕上温度 780～950℃で熱間圧延を完了することによってオーステナイトを微細化すると共にオーステナイトを加工硬化させることで、その後の冷却過程でのフェライトの生成を促進させることができるが、さらに、熱間圧延完了後の冷却過程において 600～700℃の温度域で 2～10秒間空冷することにより、より多くの量のフェライトを生成させることができる。これにより、より加工性、特に伸びフランジ性に優れた高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0060】仕上温度が 780℃未満になると、熱間圧延中にフェライトが生成し加工フェライトとなるため、熱延鋼板の加工性が低下してしまう。一方、仕上温度が 950℃を超えると、オーステナイトの加工硬化が不十分となり、その後の冷却過程でフェライトが十分に生成せず、加工性の低下を招く。また、第1の熱間圧延条件で

ある途中に空冷を行わない場合より、仕上温度の上限が高くなっているのは、空冷によりフェライトの生成がより促進されるため仕上温度の上限を若干高くしても十分なフェライト量が得られるためである。仕上温度を高くすることによって鋼板の変形抵抗の増大を抑制することができるので、広幅の鋼板を安定して製造することが可能である。したがって、熱間圧延の仕上温度を 780～950℃とした。

【0061】より好ましくは、第1の熱間圧延条件と同じ 780～860℃である。

【0062】また、空冷温度域が 600℃未満あるいは 700℃を上回った場合、または、空冷時間が 2秒未満であるとフェライトの生成が不十分であり鋼板の延性が低下する。一方、空冷時間が10秒を超えるとパーライトが生成して鋼板の伸びフランジ性が低下する。したがって、冷却過程途中での空冷条件を、600～700℃の温度域で2～10秒間の空冷とした。

【0063】なお、熱間圧延後空冷開始温度までの冷却を10℃/秒以上の冷却速度としたのは、限られたランナウトテーブル上で 2～10秒の空冷時間を確保するためである。

【0064】また、前記空冷終了後の冷却を20℃/秒以上としたが、20℃/秒未満の冷却速度ではパーライトが生成し、伸びフランジ性が低下するためである。

【0065】さらに、巻取温度については、前記の第1の熱間圧延条件と同様、550℃を超えると巻取後にパーライトが生成して伸びフランジ性が低下し、一方、350℃を下回る温度で巻き取ると、硬質なマルテンサイトの生成が促進されて伸びフランジ性が劣化する。したがって、巻取り温度を 350～550℃とした。より好ましくは、400～520℃である。

【0066】以上述べたように、特定の成分組成を有する鋼を用いて、仕上温度 780～860℃で熱間圧延を完了した後、10～50℃/秒の冷却速度で 350～550℃まで加速冷却して巻取ることにより、熱間圧延時にオーステナイトを微細化すると共にオーステナイトを積極的に加工硬化させてフェライトの生成を促進し、その後の冷却、巻取過程で十分な量のフェライトを生成させることができ、さらに加工性を劣化させるパーライトやマルテンサイトの生成を抑制することができるため、加工性に優れたフェライトーベイナイト組織を有する高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0067】さらに、仕上温度 780～950℃での熱間圧延完了後の冷却過程で、600～700℃の温度域で 2～10秒間の空冷を行うことにより、さらに多量のフェライトを生成させることができ、より加工性に優れた高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0068】

【実施例】続いて、本発明の効果を実施例によりさらに具体的に説明する。

【0069】（実施例1）表1に示すように、化学成分組成がA～Tのスラブを、表2に示す条件で熱間圧延と巻取処理を行ない、板厚 3.2mmの熱延鋼板を得た。

【0070】得られた鋼板からJIS 5号引張試験片を採取し、引張特性を調査した。さらに、100mm幅×100mm長さの鋼板を採取し、10mmφの穴を打ち抜いた後、頂角60°の円錐ポンチで穴抜け試験を行い穴抜け率を求めた。また、平滑疲労試験片を採取して両振り平面曲げ疲労試験を行い、1000万回の繰返し曲げに耐える応力を疲労限度とし、疲労強度を求めた。なお、疲労特性につ

10 【表1】

表 1

鋼種	化学成分 (重量%)								REM: 希土類元素、残部: Fe及び不可避免不純物						備考
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	sol. Al	N	Cr	V	Ca	Zr	REM	
A	0.06	0.01	1.35	0.008	0.003	0.082	0.017	0.030	0.0027	—	—	—	—	—	本 発 明 鋼
B	0.08	0.04	1.23	0.005	0.002	0.094	0.025	0.014	0.0022	—	—	—	—	—	
C	0.05	<0.01	1.73	0.010	0.001	0.122	0.019	0.027	0.0015	—	—	—	—	—	
D	0.07	0.18	1.55	0.016	0.001	0.130	0.046	0.051	0.0008	—	—	—	—	—	
E	0.09	0.01	1.40	0.007	0.003	0.097	0.031	0.032	0.0017	0.65	—	—	—	—	
F	0.07	<0.01	1.34	0.004	0.007	0.119	0.022	0.007	0.0023	—	0.02	—	—	0.02	
G	0.10	0.12	1.29	0.026	0.005	0.067	0.015	0.003	0.0037	—	—	0.0013	—	—	
H	0.06	0.04	1.25	0.015	0.001	0.128	0.024	0.011	0.0015	—	0.04	—	—	—	
I	0.05	0.01	1.52	0.007	0.008	0.107	0.023	0.023	0.0022	—	—	—	0.05	—	
J	0.07	0.01	1.47	0.002	0.002	0.095	0.018	0.019	0.0017	0.48	—	0.0022	—	—	
K	0.07	0.01	1.45	0.012	0.001	0.085	0.018	0.022	0.0027	0.25	0.03	—	—	—	比 較 鋼
L	0.06	0.03	1.64	0.004	0.005	0.121	0.014	0.018	0.0013	—	—	—	0.02	—	
M	0.15*	0.01	1.65	0.015	0.003	0.075	0.025	0.028	0.0031	—	—	—	—	—	
N	0.09	0.54*	1.53	0.012	0.003	0.082	0.019	0.012	0.0022	—	—	—	—	—	
O	0.08	0.05	1.35	0.008	0.004	0.024*	0.027	0.027	0.0013	—	0.03	—	—	—	
P	0.06	0.12	1.78	0.004	0.006	0.110	0.003*	0.028	0.0035	0.38	—	0.0017	—	—	
Q	0.08	0.08	2.05*	0.007	0.002	0.089	0.026	0.032	0.0088*	—	—	—	0.02	—	
R	0.08	0.05	1.15	0.006	0.001	0.076	0.025	0.023	0.0028	1.42*	—	—	—	—	
S	0.05	0.06	0.83*	0.009	0.003	0.069	0.019	0.031	0.0025	—	—	—	—	0.03	
T	0.06	1.30*	1.34	0.010	0.001	0.057*	0.001*	0.037	0.0047*	0.51	—	—	—	—	

(注)*印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0074】

【表2】

表 2

試験 番号	適用 鋼種	熱延・巻取条件				機械的特性 (板厚: 3.2mm、L方向)				疲労特性		表面 性状 (#2)	備考
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	穴抜け率 (%)	平滑曲げ 疲労強度 (N/mm ²)	耐久比 (#1)		
1	A	1250	840	30	460	691	793	22.8	102	415	0.52	◎	本 発 明 例
2	A	1250	840	30	420	716	810	22.3	96	426	0.53	◎	
3	B	1250	840	40	450	718	812	21.2	103	439	0.54	◎	
4	C	1250	800	40	450	738	809	22.1	94	472	0.58	◎	
5	D	1200	800	40	380	742	812	21.5	98	483	0.59	○	
6	E	1200	800	15	520	734	829	21.8	95	452	0.55	◎	
7	F	1200	860	15	460	751	826	22.1	100	478	0.58	◎	
8	G	1160	860	15	460	675	788	21.9	110	415	0.53	○	
9	H	1160	860	35	460	757	825	22.3	103	488	0.59	◎	
10	I	1160	820	35	420	725	808	22.4	100	453	0.56	◎	
11	J	1220	820	25	420	712	805	22.6	98	437	0.54	◎	
12	K	1220	820	25	420	711	812	22.2	98	438	0.54	◎	
13	L	1220	820	25	420	743	816	22.3	96	475	0.58	◎	
14	A	1250	840	30	600 *	685	786	21.9	59	360	0.46	◎	比 較 例
15	B	1250	840	80 *	200 *	658	902	21.6	37	478	0.53	◎	
16	C	1250	750 *	8 *	500	738	809	15.3	63	431	0.53	◎	
17	M*	1220	820	25	460	747	864	18.9	54	443	0.51	◎	
18	N*	1220	820	25	460	718	823	21.3	95	430	0.52	×	
19	O*	1220	820	25	460	586	720	25.3	108	314	0.44	◎	
20	P*	1250	860	30	420	744	827	19.8	91	467	0.56	○	
21	Q*	1250	860	30	420	755	859	10.6	73	458	0.58	◎	
22	R*	1250	860	30	420	733	844	20.4	82	438	0.52	△	
23	S*	1250	860	30	420	615	716	24.6	103	364	0.51	◎	
24	T*	1250	860	30	450	687	811	23.7	105	407	0.50	×	

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

(#1) 耐久比は、(疲労強度) / (引張強さ) である。

(#2) 表面性状の記号、◎:極めて良好、○:ほぼ良好、△:スケール残りがあり不良、×:島状スケール疵があり不良。

【0075】表2から明らかなように、本発明に規定する条件で製造された熱延鋼板(試番1~13)は780N/mm²以上の引張強さを満足すると同時に、優れた強度・伸びバランス、強度・穴抜けバランスを有し、さらに高い耐久強度を示すことがわかる。

【0076】また、鋼板表面には島状スケール疵もなく良好な表面性状を有していた。

【0077】一方、巻取温度が規定値の上限を外れた試番14ではパーライトが生成して穴抜け性と共に耐久比が低下している。また、巻取温度が規定値の下限を外れ、さらに冷却速度も規定値の上限を外れた試番15では穴抜け性が著しく劣化している。

【0078】さらに、仕上温度が規定値の下限を外れた試番16では伸びと穴抜け性が低下している。

【0079】また、C量が規定値の上限を外れた試番17では、伸びと穴抜け性が低下している。Si量が規定値の上限を外れた試番18、24およびCr量が規定値の上限を超

えた試番22では、表面性状が劣化している。さらに、Ti量が規定値の下限を外れた試番19、およびMn量が規定値の下限を外れた試番23では、引張強さと疲労強度が低下しており、特にTi量が低い試番19では耐久比が顕著に低下している。また、Nb量が規定値の下限を外れた試番20、およびMn量とN量が規定値の上限を外れた試番21では伸びが低下している。

【0080】(実施例2) 熱間圧延後の冷却過程で空冷を行った場合についても、実施例1の表1に示した化学成分組成がA~Sのスラブを用いて、表3に示す条件で熱間圧延と巻取処理を行ない、板厚3.2mmの熱延鋼板を得た。

【0081】得られた鋼板から、実施例1と同様に、機械的特性、疲労特性、および表面性状の評価を行った。以上の結果を合わせて表3に示す。

【0082】

【表3】

表 3

試験番号	適用鋼種	熱延・巻取条件							機械的特性 (板厚: 3.2mm、L方向)				疲労特性		表面性状 (#2)	備考
		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	熱延後 冷却速度 (°C/s)	空冷 温度 (°C)	空冷 時間 (秒)	空冷後 冷却速度 (°C/s)	巻取温度 (°C)	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	穴抜け率 (%)	平滑曲げ 疲労強度 (N/mm ²)	耐久比 (#1)		
25	A	1250	860	25	670	5	35	450	687	788	24.6	105	411	0.52	◎	本 発 明 例
26	A	1250	920	40	670	7	35	430	712	812	24.1	102	415	0.51	◎	
27	B	1250	920	40	670	7	35	460	721	814	24.3	104	437	0.54	◎	
28	C	1250	920	40	670	7	35	460	730	802	24.7	103	456	0.57	◎	
29	D	1200	820	15	640	3	40	380	745	817	23.5	107	467	0.57	○	
30	E	1200	820	15	640	3	25	520	720	807	23.3	105	431	0.53	◎	
31	F	1200	820	15	640	3	25	450	748	820	23.5	100	456	0.55	◎	
32	G	1160	860	25	650	5	30	450	682	796	24.7	113	403	0.51	○	
33	H	1160	860	25	650	5	30	460	745	813	24.1	107	442	0.54	◎	
34	I	1160	880	35	650	5	30	430	727	808	24.6	104	434	0.54	◎	
35	J	1220	880	35	680	9	55	430	715	812	22.9	103	428	0.53	◎	
36	L	1220	880	35	680	9	55	430	704	805	24.4	103	437	0.54	◎	
37	K	1220	880	35	680	9	55	430	733	802	23.7	102	438	0.54	◎	
38	A	1250	860	30	720 *	5	25	600 *	670	773	22.3	61	348	0.45	◎	比 較 例
39	B	1250	860	30	670	5	55	200 *	628	886	19.4	48	449	0.51	◎	
40	C	1250	860	30	580 *	3	30	460	765	829	13.1	84	433	0.52	◎	
41	C	1220	880	35	680	7	15 *	500	720	792	21.3	62	378	0.48	◎	
42	M*	1220	840	25	670	5	35	460	735	855	18.2	49	427	0.50	◎	
43	N*	1220	840	25	670	5	35	460	712	814	22.6	96	422	0.52	×	
44	O*	1220	840	25	670	5	35	460	575	705	24.5	102	299	0.42	◎	
45	P*	1250	880	35	650	3	30	430	733	820	12.1	88	453	0.55	○	
46	Q*	1250	880	35	650	3	30	430	739	841	11.4	77	439	0.52	◎	
47	R*	1250	880	35	650	3	30	430	725	837	21.2	85	424	0.51	△	
48	S*	1250	880	35	650	3	30	430	598	701	25.1	110	349	0.50	◎	

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

(#1) 耐久比は、(疲労強度) / (引張強さ) である。

(#2) 表面性状の記号、◎:極めて良好、○:ほぼ良好、△:スケール残りがり不良、×:島状スケール低がり不良。

【0083】表3から明らかなように、本発明に規定する条件で製造された熱延鋼板(試番25~48)は780N/mm²以上の引張強さを満足すると同時に、優れた強度・伸びバランス、強度・穴抜けバランスを有し、さらに高い耐久強度を示すことがわかる。

【0084】また、鋼板表面には島状スケール疵もなく良好な表面性状を有することがわかる。

【0085】一方、巻取温度が規定値の上限を外れた試番38、空冷後の冷却速度が規定値の下限を外れた試番41では、パーライトが生成し穴抜け性と共に耐久比が低下している。また、巻取温度が規定値の下限を外れた試番39では穴抜け性が著しく劣化している。さらに、空冷温度が規定値の下限を外れた試番40では、伸びが低下している。

【0086】また、C量が規定値の上限を外れた試番42では伸びと穴抜け性が低下している。Si量が規定値の上限を外れた試番43およびCr量が規定値の上限を超えた試番47では表面性状が劣化している。さらに、Ti量が規定値の下限を外れた試番44、およびMn量が規定値の下限を

外れた試番48では引張強さと疲労強度が低下しており、特にTi量が低い試番44では耐久比が顕著に低下している。また、Nb量が規定値の下限を外れた試番45、およびMn量とN量が規定値の上限を外れた試番46では伸びが低下している。

【0087】

【発明の効果】本発明によれば、780N/mm²以上の引張強さを示し、かつ延性や穴抜け性、疲労強度に優れ、さらに表面性状も良好であり、自動車用あるいは産業機械用高強度部材、特にホイール用材料として好適な熱延鋼板を安定して量産することが可能になり、産業上極めて有用な発明である。

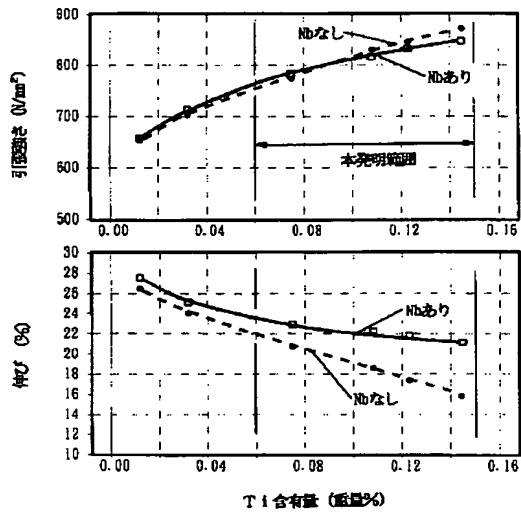
【図面の簡単な説明】

【図1】熱延鋼板の引張強さと伸びに及ぼすTi含有量の影響を示す図である。

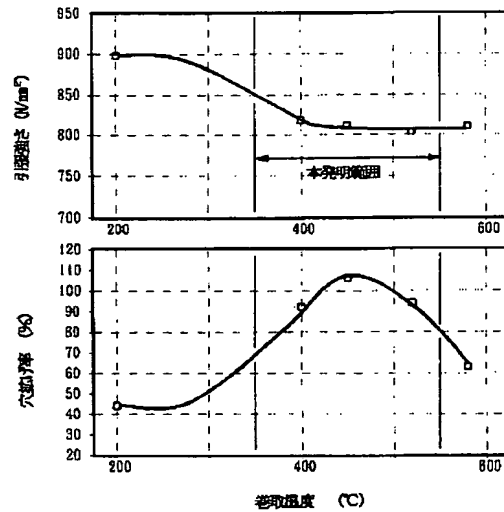
【図2】熱延鋼板の引張強さと穴抜け性に及ぼす巻取温度の影響を示す図である。

【図3】熱延鋼板の疲労強度とTi含有量の関係を示す図である。

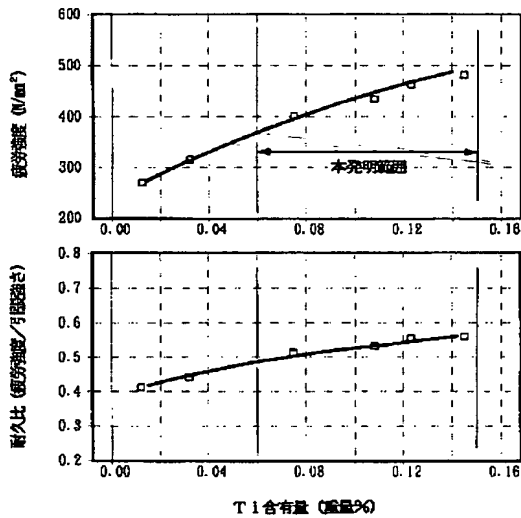
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 国重 和俊
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☒ BLACK BORDERS
- ☒ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images
problems checked, please do not report the
problems to the IFW Image Problem Mailbox**